

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2002363685 A**

(43) Date of publication of application: **18.12.02**

(51) Int. Cl

**C22C 38/00**

**C22C 38/14**

**C22C 38/58**

(21) Application number: **2001171838**

(22) Date of filing: **07.06.01**

(71) Applicant: **NKK CORP**

(72) Inventor: **KIZU TARO  
NAGATAKI YASUNOBU  
TANAKA YASUSHI**

(54) **LOW YIELD RATIO HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a precipitation type and fine-grain type thin steel sheet which has a low yield ratio, and has excellent workability and weldability.

SOLUTION: The low yield ratio high strength cold rolled steel sheet has a substantially ferritic metallic structure essentially consisting of ferrite having the

average grain size of 25  $\mu\text{m}$ , and has a yield ratio of 270%. The steel sheet contains, as chemical components, by mass, 0.016 to 0.2% C, 22.0% Si, 22.5% Mn, 20.1% P, 20.01% S, 20.1% sol. Al, 20.01% N and one or more kinds selected from 0.025 to 1% Ti, 0.01 to 1.5% Nb and 0.01 to 1% V, and the balance substantially iron. As chemical components, one or more kinds selected from 21% Cu, 21% Ni, 21% Cr, 21% Mo and 20.01% B can further be incorporated therein.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号  
特開2002-363685  
(P2002-363685A)

(43)公開日 平成14年12月18日 (2002. 12. 18)

(51)Int.Cl. <sup>7</sup> C 22 C 38/00 38/14 38/58	識別記号 3 0 1	F I C 22 C 38/00 38/14 38/58	テーマコード <sup>*</sup> (参考) 3 0 1 A
--	---------------	---------------------------------------	-------------------------------------

審査請求 未請求 請求項の数3 O.L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願2001-171838(P2001-171838)

(22)出願日 平成13年6月7日 (2001.6.7)

(71)出願人 000004123  
日本钢管株式会社  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号(72)発明者 木津 太郎  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本钢管株式会社内(72)発明者 長滝 康伸  
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本钢管株式会社内(74)代理人 100116230  
弁理士 中濱 泰光

最終頁に統ぐ

(54)【発明の名称】 低降伏比高強度冷延鋼板

## (57)【要約】

【課題】 析出型、細粒型で、降伏比が低く、かつ、加工性、溶接性に優れる引張強度の高い薄鋼板を提供する。

【解決手段】 金属組織が平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下のフェライトを主体とする実質的なフェライト組織であり、かつ、降伏比が70%以下である低降伏比高強度冷延鋼板。さらに、化学成分としてmass%で、C:0.016~0.2%、Si:2.0%以下、Mn:2.5%以下、P:0.1%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.1%以下、N:0.01%以下、かつ、Ti:0.025~1%、Nb:0.01~1.5%、V:0.01~1%の1種以上を含有し、残部が実質的に鉄からなる低降伏比高強度冷延鋼板。化学成分としてさらにmass%で、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:1%以下、B:0.01%以下の1種以上を含有してもよい。

**【特許請求の範囲】**

**【請求項1】** 金属組織が平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下のフェライトを主体とする実質的なフェライト組織であり、かつ、降伏比が70%以下であることを特徴とする低降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項2】** 化学成分としてmass%で、C:0.016~0.2%、Si:2.0%以下、Mn:2.5%以下、P:0.1%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.1%以下、N:0.01%以下、かつ、Ti:0.025~1%、Nb:0.01~1.5%、V:0.01~1%のいずれか1種以上を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする請求項1記載の低降伏比高強度冷延鋼板。

**【請求項3】** 化学成分として請求項2記載の化学成分に加えて、さらにmass%で、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:1%以下、B:0.01%以下のいずれか1種以上を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする請求項1記載の低降伏比高強度冷延鋼板。

**【発明の詳細な説明】****【0001】**

**【発明の属する技術分野】** 本発明は、降伏比が低く、加工性、溶接性に優れる低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法に関するものである。

**【0002】**

**【従来技術】** 近年、自動車用部品や家電製品などに使用される鋼板において、引張強度の高い高強度冷延鋼板が注目されている。従来より鋼の強化機構として、第74・75回西山記念技術講座（昭和56年、日本鉄鋼協会）のp.41に示されるように、①固溶強化、②析出強化、③変態強化、④細粒化、⑤加工硬化の5つの機構が知られている。このうち、⑤の加工硬化による高強度化は、鋼の加工性を著しく劣化させるため、通常、高強度薄鋼板の製造に関しては、①~④の強化機構が用いられている。

**【0003】** ここで、①の固溶強化は、Si、Mn、P等の固溶元素の添加によりなされ、加工性をさほど劣化させることなく高強度化する有効な手段である。しかし、Si、Mnは多量に添加すると鋼板表面性状が劣化する。すなわち、Siは赤スケールを発生させ、Mnはスラブ割れに伴う表面欠陥が発生することで、鋼板表面性状が劣化する。またPについては固溶量が限られているため、固溶強化機構のみで引張強度が500MPaを超えるような高強度材の製造することは困難である。

**【0004】** ②の析出強化は、Ti、Nb、V等の炭窒化物形成元素を添加し、炭窒化物を微細析出させることでなされ、微細析出物が転位のトラップサイトとして作用することで引張強度の上昇が図れる。しかし、析出強化の場合は必然的に降伏強度の上昇も伴うため、プレス成型時の形状凍結性が劣るという問題点がある。

**【0005】** さらに、熱延鋼板に比べて、薄物が可能で、かつ、表面粗度および板厚精度にも優れる冷延鋼板

として製造する場合、多量の炭窒化物形成元素の添加は、冷圧後の焼純時に、再結晶温度の上昇を招く。そのため、オーステナイト域での焼純を余儀なくされることになり、その場合、結晶粒が粗大化することで加工性が著しく劣化してしまう。したがって、とくに冷延鋼板の場合、析出強化による高強度化は困難である。

**【0006】** ③の変態強化は、高温域からの急冷によりなされ、その冷却制御により硬質変態相であるマルテンサイト相やベイナイト相と軟質相であるフェライト相との混合組織とすることで高強度かつ加工性にも優れる鋼板とができる。しかし、溶融亜鉛メッキ板として製造する場合には、その製造プロセス上、急冷することはできない。そのためCr、Mo等の焼き入れ促進元素を多量に添加する必要があり、製造コストの増大を招くという問題点がある。

**【0007】** さらに、薄鋼板は溶接性を要求される場合が多く、急冷により形成された硬質相は、溶接時の熱影響により焼き戻されて軟質化してしまうという問題点もある。このように、低温変態相の生成をベースとした強化機構は溶接性の観点から不利である。

**【0008】** ④の細粒化は、熱間で強加工をおこない、急冷することでなされる。したがって、薄物が可能で、かつ、表面粗度や板厚精度にも優れる冷延板として製造する場合には、細粒化をおこなうことは困難である。さらに、細粒化は粒界が転位のトラップサイトとして作用することで引張強度の上昇が図れるが、必然的に降伏強度の上昇も伴うため、プレス成型時の形状凍結性が劣るという問題点もある。

**【0009】** 以上のように、これら①~④の強化機構を利用した製造方法では、降伏強度が低くプレス成型時の形状凍結性に優れ、かつ加工性がよく、溶接時にHAZ軟化しない薄鋼板を製造することは困難であった。その中で、次のようないくつかの技術が提案されている。

**【0010】** 加工性に優れた低降伏比高強度冷延鋼板の製造方法に関しては、例えば特公昭60-54373に開示されているように、Tiを重量%で $\text{Ti}/\text{C}=2\sim 20$ となるように添加した鋼を、通常の方法で熱間圧延、冷間圧延をおこなった後、急速加熱による再結晶焼純をおこない、 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で冷却する方法がある。

**【0011】** この方法では、とくにCをTiで固定することを目的とし、再結晶焼純後の徐冷により固溶Cを残留させないように主眼をおいている。急速加熱に関しては、生産性という観点から急速ほど好ましいという観点であり、実施例においても $750^\circ\text{C}$ まで1分以内に加熱するという表現にとどまっていることからも、実質 $15\sim 20^\circ\text{C}/\text{s}$ 程度の加熱速度を意図しているものと思われる。

**【0012】** 伸びフランジ性に優れた高張力冷延鋼板の製造方法に関しては、例えば特許2688384に開示されているように、Nbを $0.005\sim 0.045\text{wt\%}$ 添加した鋼を熱間圧延および冷間圧延をおこなった後、 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の加熱速

度で加熱、焼鈍をおこなう方法がある。この方法では、とくにNb添加により細粒化を実現することを意図するものである。

【0013】さらに、加熱速度も大きいほうが微細化には有利とされ、そのため $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上、好ましくは $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とされており、実施例では最大 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ までの例が示されている。そして、このとき、フェライト粒径として平均 $11\mu\text{m}$ までの細粒化が実現されている。

【0014】また、焼き付け硬化性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法として、例えば特開平4-365814に開示されているように、Ti、Nbの1種以上およびCr、Moを添加した鋼を、熱間圧延、冷間圧延および再結晶焼鈍をおこなう方法がある。ここで、焼鈍時の加熱速度は、高速ほど(111)面の発達により加工性が向上するとされるが、高強度冷延鋼板の場合は重要ではなく、とくに規定はしないが、通常の加熱方法として $5\sim 5000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 程度と記載されている。

#### 【0015】

【発明が解決しようとする課題】しかし、前述の従来技術については、次のような問題点があった。特公昭60-54373号公報記載の技術については、固溶Cと同様、降伏強度に大きく影響をおよぼす固溶Nに関しては、Alで固定することになっている。しかし、第74・75回西山記念技術講座(昭和56年、日本鉄鋼協会)のp.55にも示されるように、Tiが優先的に窒化物を形成することは明白である。従って、その上にTiでCおよびNを固定しようとすれば、多量のTi添加を必要とすることから、製造コストの増大を招くという問題がある。

【0016】特許2688384号公報記載の技術については、このようなNb添加により細粒化を実現する方法での高強度化では、従来から指摘されるように降伏強度の上昇が避けられない、そのため、プレス成型時の形状凍結性が悪くなるという問題点がある。

【0017】特開平4-365814号公報記載の技術については、得られた材質特性値も降伏比(=降伏強度/引張強度)が高い。このような高降伏比は、従来から指摘されるようなTi、Nb系の炭窒化物析出の影響と考えられ、したがって、この方法においても、プレス成型時の形状凍結性が悪くなるという問題点は解消されない。焼鈍時の加熱速度については、実施例には記載がなく、とくに急速加熱は指向しておらず、実施例としてもなされていないと考えるのが妥当である。

【0018】本発明は、析出型、細粒型高強度鋼板の特徴である降伏比が高く、プレス成型時の形状凍結性が悪いという課題を解決したものであり、降伏比が低く、かつ、加工性、溶接性に優れる引張強度の高い薄鋼板を提供することを目的とする。

#### 【0019】

【課題を解決するための手段】上記の課題は、次の発明により解決される。その発明は、金属組織が平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下のフェライトを主体とする実質的なフェライト組織であり、かつ、降伏比が70%以下であることを特徴とする低降伏比高強度冷延鋼板である。

【0020】この発明は、上述した問題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果なされた。その結果、溶接性の観点から、低温変態相の生成をベースとした強化機構は不利であり、本発明では析出による高強度化を指向した。検討の過程で、熱間圧延段階では炭窒化物を極力析出させず、それに続く冷間圧延後の再結晶焼鈍過程において、急速加熱をおこなうことで、組織が飛躍的に細粒化することを見出した。

【0021】材質については、析出強化との複合作用で、大幅な強度上昇が得られるとともに、加工性も良好で、かつ、降伏比も大幅に低下することがわかった。本発明の冷延鋼板は、金属組織が平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細なフェライトを主体としているので、高強度であるとともに高い延性を有する。

【0022】また、降伏比が70%以下であるため、優れた形状凍結性を示すことができる。一般に細粒化に伴い降伏応力は上昇するが、本発明の冷延鋼板は、後述のように粒界近傍に無析出物帯が形成されるので、低降伏比となっている。

【0023】なお、フェライト粒界には微細な低温変態相が存在する。これは体積率としては僅か(数%程度)であり、二相組織鋼のように強度への寄与は期待できないため、組織としては実質的にフェライト組織と言える。しかし、降伏応力にはこの低温変態相の影響が考えられ、フェライト粒界近傍に変態歪が導入されることも低降伏比化に寄与していると推定される。

【0024】なお、このような微細なフェライト組織は、前述の熱延条件と再結晶焼鈍過程における急速加熱により得られる。従って、焼鈍後の熱サイクルにはならない。本発明が対象とする鋼板の中には、溶融亜鉛メッキ材や電気亜鉛メッキ材などの表面処理を施した鋼板も含む。

【0025】上記の低降伏比高強度冷延鋼板はさらに次のようにすることもできる。その発明は、化学成分としてmass%で、C:0.016~0.2%、Si:2.0%以下、Mn:2.5%以下、P:0.1%以下、S:0.01%以下、sol.Al:0.1%以下、N:0.01%以下、かつ、Ti:0.025~1%、Nb:0.01~1.5%、V:0.01~1%のいずれか1種以上を含有し、残部が実質的に鉄からなることを特徴とする前述の金属組織および材質を有する低降伏比高強度冷延鋼板である。

【0026】この発明においてさらに、化学成分としてmass%で、Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1%以下、Mo:1%以下、B:0.01%以下のいずれか1種以上を含有してもよい。

【0027】これらの発明は、上記の低降伏比高強度冷延鋼板において、適切な成分系を提供するものである。以下、化学成分について説明する。

**【0028】C: 0.016~0.2%**

Cは、鋼の強度を高める上で、安価で有効な元素である。さらに、Ti、Nb、Vの添加により炭化物を微細に析出し、粒成長を抑制するとともに析出強化により強度上昇に寄与する。この効果を得るために、C含有量として0.016%必要である。一方、0.2%を超える多量のC添加は、パーライト量の増大を招き、延性、伸びフランジ性が劣化するのみならず、溶接性にも悪影響をおよぼす。そのため、C量は0.016~0.2%の範囲内に規定する。

**【0029】Si: 2.0%以下**

Siは加工性を劣化することなくフェライトを固溶強化し、強度と加工性のバランスを高くする作用を有するため、要求される強度レベルに応じて添加するのが好ましい。ただし、多量のSi添加は、韌性および溶接性を劣化させるため2.0%を上限とする。

**【0030】**さらに、多量のSi添加は、熱延加熱時におけるスラブ表面にファイヤライトの生成を促進し、いわゆる赤スケールと呼ばれる表面模様の発生を助長とともに、溶融亜鉛メッキ鋼板として使用される場合には、Siによる不メッキの不良も誘発することから、表面性状を必要とする鋼板や溶融亜鉛メッキ鋼板の場合には、0.5%程度を上限に、さらに望ましくは0.2%程度を上限にする。

**【0031】Mn: 2.5%以下**

Mnは固溶強化として、高強度化に有効な元素であり、要求される強度レベルに応じて添加するのが好ましい。ただし、多量のMn添加は溶接性の劣化を招くことから、2.5%を上限とする。

**【0032】P: 0.1%以下**

Pは固溶強化として、高強度化に有効な元素であり、さらに、Si添加鋼の場合には、赤スケールの発生を抑制することから、必要に応じて添加するのが好ましい。ただし、多量のP添加は、粒界への偏析を促進し、延性、韌性を低下させることから、0.1%を上限とする。

**【0033】S: 0.01%以下**

Sは、熱間での延性を著しく低下させることで、熱間割れを誘発し、表面性状を著しく劣化させてしまう。さらに、強度にはほとんど寄与しないばかりか、不純物元素として、粗大なMnSを形成したり、Ti添加鋼の場合には、多量の粗大なTi系硫化物を生成することで、延性、伸びフランジ性を低下させるため極力低減することが望ましい。従って、Sは0.01%を上限とする。

**【0034】sol.Al: 0.1%以下**

sol.Alは、脱酸元素として鋼中の介在物を減少させる作用を有しているが、多量に添加した場合にはアルミニナ系介在物が増加し、延性が低下するので0.1%を上限とする。

**【0035】N: 0.01%以下**

Nは多量に添加すると熱間圧延中にスラブ割れを伴い、

表面疵が発生する恐れがあることから0.01%を上限とする。

**【0036】Ti: 0.025~1%、Nb: 0.01~1.5%、V: 0.01~1%**

Ti、Nb、Vはいずれも、炭窒化物形成元素で、炭窒化物を微細に析出することで強度上昇に寄与する。この効果を得るために、 $Ti \geq 0.025\%$ 、 $Nb \geq 0.01\%$ 、 $V \geq 0.01\%$ のいずれか1種以上を含有することが必要である。

**【0037】**なお、連続鋳造から一旦スラブの温度を下

10 げたのち熱延加熱炉にて再加熱するプロセスの場合、とくにTi、Nbは、多量に添加しても炭窒化物が熱延加熱炉で再固溶しきれず、粗大なまま存在し、強度上昇には寄与しなくなる。従って、この場合は、Ti、Nbを0.2%程度以下で添加するのが好ましい。

**【0038】**連続鋳造から再加熱過程を経ることなく直接熱間圧延を開始する場合においては、Ti、Nbの添加量の上限はない。しかし、C当量以上のTi、Nb、Vは、強度上昇に寄与しないだけでなく、経済的に不利である。したがって、Ti、Nb、Vの上限をそれぞれ、1%、1.5%、1

20 %に規定する。

**【0039】Cu、Ni、Cr、Mo、B:** 必要に応じ添加

さらに、要求される強度レベルに応じて、Cu、Ni、Cr、Mo、B等の添加元素を添加してもよい。但し、1%を超えるCuの添加は、熱間割れにより表面疵が発生し易くなる。また、1%を超えるNi、Cr、Moの添加は、合金コストが増加する。Bについては、0.01%を超えて添加しても効果が飽和する。従って、Cu、Ni、Cr、Moを添加する場合はそれぞれ1%以下、Bを添加する場合は0.01%以下とする。

**【0040】**

**【発明の実施の形態】**発明の実施に当たっては、まず、上記の化学成分の鋼を溶製する。溶製方法は、通常の転炉法、電炉法等、適宜適用することができる。発明ではその他の元素はとくに規定しないが、発明の高強度冷延鋼板の製造においては、以下の成分が好ましい。

**【0041】**なお、連続鋳造から一旦スラブを下げるのち熱延加熱炉にて再加熱するプロセスの場合には、とくにTi、Nbの場合は、多量に添加しても炭窒化物が熱延加熱炉で再固溶しきれず、粗大なまま存在し、強度上昇には寄与しなくなることから、0.2%程度以下で添加するのが好ましい。連続鋳造から再加熱過程を経ることなく、直接熱間圧延を開始する場合においては、上限はない。

**【0042】**熱間圧延後の巻き取りにおいては、高温で巻き取った場合には、Ti、Nb、Vの炭窒化物が巻き取り後の冷却過程で析出する。そのため、冷間圧延、再結晶焼鈍後の析出により形成すると考えられる粒界近傍の無析出物帯は形成されず、その結果、降伏強度が上昇してしまう。

**【0043】**さらに、この炭窒化物が冷間圧延後の再結

晶焼純過程において、再結晶を妨げるため、焼純温度や時間上昇せざるを得ず、結果的に粒成長を促進し強度の低下を招いてしまう。したがって、熱間圧延後は650℃以下で巻き取ることが好ましい。下限はとくになく、室温で巻き取っても構わない。

【0044】さらに、熱間圧延後、巻き取りまでのランナウトテーブル上において、熱間での最終仕上圧延終了直後の1s以内に100℃/s以上冷速で80℃以上温度降下させて冷却することで、炭窒化物の析出をさらに抑制してもよい。

【0045】熱間圧延後の冷間圧延において、過度の冷間圧延率は、加工性に不利な再結晶集合組織の発達を促進するだけでなく、冷間圧延ミルの負荷も高くなってしまうことから、その冷間圧延率は85%以下が好ましい。

【0046】冷間圧延後の再結晶焼純において、加熱速度が遅い場合、加熱途中で歪の回復が進行してしまい、焼純目標温度に達したときには、再結晶核発生のための駆動力が小さくなってしまい、その結果、微細粒を得ることができなくなってしまう。

【0047】一方、その加熱速度を十分速くすることで、加熱途中での歪の回復を抑制し、焼純目標温度で、再結晶核を一気に生成させることができ、超微細組織が得られるとともに、再結晶後の粒界からの炭窒化物の析出を促進し、粒界近傍に無析出物帯を形成することで、低降伏比鋼とすることができる。

【0048】したがって、冷間圧延後の再結晶焼純における加熱速度は30℃/s以上が好ましい。なお、加熱方法もとくに限定しないが、誘導加熱や直接通電等によって加熱してもよい。ここで、生産性の点からは、室温から焼純温度まで30℃/s以上の加熱速度で加熱するのが好ましいが、室温から600℃までの範囲においては、低速加熱であっても歪の回復量自体が小さいため、30℃/sを下回っても構わない。

【0049】焼純温度（再結晶温度）は、各成分において、再結晶焼純に必要な温度まで焼純することとし、その範囲においては、極力低温にするのが好ましい。焼純時間もとくに規定しないが、1s以上あれば十分である。焼純後の冷却も、放冷でも急冷でも構わない。とくに溶融亜鉛メッキ鋼板や合金化溶融亜鉛メッキ鋼板として製造される場合は、そのプロセスにおける熱履歴で構わない。

【0050】このようにして、本発明により、降伏比が低く、かつ、加工性、接合性に優れる引張強度の高い冷延鋼板の製造が可能となる。この理由に関しては、本発明の請求範囲を限定するものではないが、つぎのように考えられる。

【0051】すなわち、冷間圧延後の再結晶焼純過程において、徐加熱をおこなった場合には、その加熱途中に歪の回復が進行し、冷間圧延で蓄積された歪の多くが消失するため、再結晶には、高温での長時間保持を必要と

する。そして、その再結晶核も熱延鋼板段階での粒界から優先的に発生し、その核が成長することで、再結晶は進行する。

【0052】一方、急速加熱をおこなった場合には、加熱途中で歪の回復が進行することなく再結晶温度域に達することができる。そして、歪が回復することなく即座に高温域に移行されることから、その再結晶核生成のための駆動力は莫大となり、熱延段階での粒界のみならず、粒内からも瞬時に核発生が進行するものと考えられる。この核発生サイトの増加により、超微細組織が形成されると推定される。

【0053】そして、この急速加熱による再結晶過程は瞬時に進行するため、熱延段階で固溶状態にある炭窒化物形成元素は、加熱段階では析出できず、再結晶完了後に析出することになる。さらに、その炭窒化物の析出は、再結晶粒界において優先的に起こるが、超微細粒である急速加熱材では、粒界面積が大きいことから、析出のほとんどが粒界で発生することになる。

【0054】その結果として、粒成長を抑えるとともに、粒界近傍には無析出物帯（PFZ）が形成されることになる。そして、このような超微細粒組織と析出との複合強化鋼において、高強度化を実現しつつ、プレス成型時のような加工歪を加えた場合には、粒界近傍の無析出物帯に歪が集中することで降伏強度が低下すると考えられる。

【0055】さらに、二相域以上の急速加熱においては、微小フェライト粒の再結晶進行にともない、オーステナイト粒も微小化し、C濃化が極端に促進される。したがって、焼純後の冷却時に焼きが入りやすくなり（マルテンサイト相が生成し易やすくなり）、フェライト粒界近傍に変態歪が残留することも低降伏比化に寄与すると推定される。

【0056】このように、本発明の冷延鋼板の組織は、微小フェライト粒の粒界に微細なマルテンサイト等の低温変態相が生成している。従って、厳密な意味では二相組織鋼とも言えるが、その第2相体積率はごく僅か（数%程度）で強度を確保できるほど多くはないので、本発明の冷延鋼板の組織は実質的には微細なフェライト組織と言える。

【0057】フェライト粒界の微細なマルテンサイトは降伏応力には影響するが、微細であるため塑性変形の際にクラックの起点になるほどの寸法ではないものと考えられる。その結果、二相組織鋼では不可避である伸びフランジ性の低下を、本発明では防止することが可能となる。

【0058】

【実施例】本発明を実施例によって説明する。なお、本発明はこれらの実施例によって何ら限定されるものではない。

【0059】表1に示す成分の鋼を実験室真空溶解炉に

て溶製し、一旦室温まで冷却した後、1250°Cで再加熱し  
ラボ熱間圧延をおこなった。

## \*【0060】

\*【表1】

鋼種符号	化学組成 (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	その他
A	0.05	0.25	1.5	0.025	0.001	0.02	0.002	Nb:0.05
B	0.10	0.25	1.5	0.025	0.001	0.03	0.002	Nb:0.02
C	0.05	0.01	1.0	0.010	0.001	0.02	0.002	Ti:0.05
D	0.04	0.25	1.5	0.025	0.001	0.02	0.002	Ti:0.15
E	0.04	0.25	1.0	0.025	0.001	0.03	0.002	Nb:0.1,Ti:0.1
F	0.04	0.20	1.2	0.020	0.001	0.02	0.002	V:0.1

【0061】熱延条件において、仕上の最終圧延温度は 10  
850~870°Cとし、仕上最終圧延終了直後の0.3~3s後  
に、30~500°C/sの冷却速度で80~300°C急冷し、続けて  
550~680°Cまで空冷し、その温度の炉で1時間保持し  
たのち炉冷をおこなうことで巻き取り相当の熱処理とし  
た。熱延後は、60%の冷圧率で板厚1.2mmに冷間圧延  
したのち、加熱速度20~1500°C/sで780~850°Cまで焼  
鈍し、1~20s保持したのち室温まで空冷した。以上の  
製造条件を表2に示す。

## 【0062】

【表2】

20

供試体No.	鋼種	熱延条件				焼鈍条件			
		仕上最終 温度 (°C)	冷却開始 時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	温度降下 (°C)	冷却處理 温度 (°C)	冷圧率 (%)	板厚 (mm)	加熱速度 (°C/s)
1	A	850	0.5	200	150	600	60	1.2	100
2	B	870	0.5	500	300	550	60	1.2	500
3	C	860	0.3	100	80	600	60	1.2	100
4	D	850	3	50	100	550	60	1.2	1500
5	E	860	0.3	100	100	550	60	1.2	300
6	F	860	0.3	100	100	550	60	1.2	200
7	A	850	1	30	100	600	60	1.2	20
8	A	850	3	30	100	680	60	1.2	100

30

40

【0063】焼鈍後のサンプルについて、平均フェライト粒径を測定するとともに、引張特性、穴抜け特性（伸びフランジ特性）、溶接性を調査した。ここで、溶接性は、TIGビードオン溶接で溶接部の硬度分布を調査し、母材硬度に対するHAZ軟化部の硬度比（=HAZ軟化部硬度／母材部硬度）で評価した。

50 【0064】表3に、これらのサンプルの特性値を示

す。平均フェライト粒径は $2.1\sim3.5\mu\text{m}$ 、降伏比は53~62%で、延性、穴抜け性、溶接性にも優れる高強度鋼板が得られた。比較鋼板においては、平均フェライト粒径は $6.8\sim8.3\mu\text{m}$ であり、本発明の特徴である $5\mu\text{m}$ 以下の微細フェライト組織ではない。比較鋼板の材質について\*

\*でも、降伏比が82~87%と低降伏比にならず、穴抜け性が低く、溶接性についてもHAZ軟化が見られた。

[0065]

【表3】

供試体 No.	鋼種	平均粒径 (μm)	引張り特性				穴抜け率 (%)	HAZ軟化硬 度比	備考
			降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	全伸び (%)	降伏比 (%)			
1	A	2.8	355	625	36	57	81	0.97	本発明鋼板
2	B	3.5	360	680	30	53	72	0.94	本発明鋼板
3	C	3.0	380	620	35	61	82	0.96	本発明鋼板
4	D	2.5	400	710	28	56	80	0.95	本発明鋼板
5	E	2.1	460	800	25	58	82	0.96	本発明鋼板
6	F	3.1	390	630	34	62	82	0.96	本発明鋼板
7	A	8.3*	495	570	31	87*	65	0.82	比較鋼板
8	A	6.8*	475	580	31	82*	67	0.84	比較鋼板

\* 発明範囲外

[0 0 6 6]

**【発明の効果】**本発明の冷延鋼板は、金属組織が平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細なフェライトを主体としているので、高強度であるとともに高い延性を有し、降伏比が70

%以下であるため優れた形状凍結性を示すことができる。このように、本発明は、低降伏比で、加工性、溶接性に優れた超微細粒である高強度薄鋼板が提供され、工業上有効な効果がもたらされる。

## フロントページの続き

(72) 発明者 田中 靖

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内